

УДК 538.975

ИОННАЯ ИМПЛАНТАЦИЯ: НАНОПОРИСТЫЙ ГЕРМАНИЙ

© 2024 г. А. Л. Степанов^{а, *}, В. И. Нуждин^а, В. Ф. Валеев^а, А. М. Рогов^а, Д. А. Коновалов^а

^аКазанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского ФИЦ КазНЦ РАН,
Казань, 420029 Россия

*e-mail: aanstep@gmail.com

Поступила в редакцию 31.07.2023 г.

После доработки 26.09.2023 г.

Принята к публикации 26.09.2023 г.

Методом высокоразрешающей растровой электронной микроскопии экспериментально продемонстрировано формирование тонких поверхностных аморфных слоев нанопористого Ge различной морфологии во время низкоэнергетической высокодозовой имплантации ионами металлов различной массы $^{63}\text{Cu}^+$, $^{108}\text{Ag}^+$ и $^{209}\text{Bi}^+$ монокристаллических подложек *c*-Ge. Анализ структуры, полученных слоев нанопористого Ge проводили методом дифракции обратно рассеянных электронов. Показано, что при облучении ионами с малой энергией $^{63}\text{Cu}^+$ и $^{108}\text{Ag}^+$ на поверхности *c*-Ge формируются игольчатые нанообразования, составляющие тонкий нанопористый слой Ge, тогда как при использовании $^{209}\text{Bi}^+$ имплантированный слой состоит из плотно упакованных нанонитей. При высокой энергии ионов облучения морфология тонких поверхностных слоев нанопористого Ge с ростом массы внедряемого иона меняет свою форму последовательно от трехмерной сетчатой до губчатой, образованной отдельными разреженными переплетающимися нанонитями. Обсуждены общие возможные механизмы порообразования в Ge при низкоэнергетической высокодозовой ионной имплантации, такие как кластерно-вакансионный, локального термического микровзрыва и точечного нагрева, сопровождающегося плавлением с эффективным распылением облучаемой поверхности.

Ключевые слова: ионная имплантация, нанопористый германий, ионная доза и энергия, плотность тока в ионном пучке, морфология поверхности, растровая электронная микроскопия, ионное распыление, ионный ускоритель, имплантированная поверхность, глубина проникновения ионов.

DOI: 10.31857/S1028096024070119, EDN: EUSZJE

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время, на практике в качестве перспективных материалов для исследований и широкого класса приложений все чаще рассматривают тонкослойные нанопористые полупроводники, в частности, слои на основе Ge (*P*Ge) [1]. Для Ge характерно достаточно высокая подвижность носителей заряда, а поскольку ширина запрещенной зоны Ge вблизи комнатной температуры (300 K) составляет ~ 0.67 эВ, он способен поглощать фотоны с длиной волны до 1800 нм, что востребовано для высокоэффективных солнечных элементов и термофотовольтаических ячеек на основе *P*Ge [2, 3]. Также слои *P*Ge находят применение в качестве элементов антиотражающих покрытий, предназначенных

для уменьшения оптических потерь и повышения эффективности преобразования фотонного сигнала в электрический в фотоприемниках [4, 5]; используют с целью создания анодов ионно-литиевых аккумуляторных батарей с высокой емкостью [6, 7]; в качестве каркасных пористых структур для культивирования на них сверхмалых бактерий и биопленок в биомедицинских исследованиях [8]; для создания химических датчиков малых количеств органического вещества на основе эффекта усиленного комбинационного рассеяния света (SERS — Surface Enhanced Raman Scattering) [9], ИК-поглощающих газовых сенсоров [10] и др.

История создания и исследования слоев *P*Ge начинается с работы 1971 года [11], в которой

были изучены напыленные тонкие пленки Ge с локальными пустотами (порами) в их структуре. Позднее для получения *P*Ge использовали различные технологические подходы, такие как, например, электрохимическая обработка монокристаллического *c*-Ge в концентрированных электролитах [12], плазмо-стимулируемое химическое осаждение из паровой фазы [13], метод искрового разряда [14] и др.

Особый интерес, помимо ряда приведенных примеров химических технологий, которые могут приводить к загрязнению формируемых поверхностей наноструктурированных материалов продуктами реакций, представляет эффективная “чистая” методика создания нанослоев *P*Ge на поверхности монокристаллической подложки *c*-Ge в результате ее высокодозовой имплантации различными ионами в вакууме. Согласно обзору [1], первой публикацией, посвященной созданию *P*Ge методом ионной имплантации, является работа 1977 года [15], в которой при помощи растровой электронной микроскопии (РЭМ) наблюдали образование кратеров на поверхности *c*-Ge, облученного тяжелыми ионами $^{128}\text{Te}^+$ с энергией $E = 20$ кэВ и при дозе $D = 1.0 \times 10^{13}$ ион/см², а также $^{128}\text{Te}^{2+}$ с $E = 40$ кэВ при $D = 0.5 \times 10^{13}$ ион/см². Несколько позднее, в 1982 году, в подробной и самой цитируемой на сегодняшний день публикации по данной тематике [16] была продемонстрирована возможность образования губчатой структуры *P*Ge на подложке *c*-Ge после ее имплантации относительно легкими ионами $^{73}\text{Ge}^+$ с $E = 50\text{--}300$ кэВ при $D = (2.0\text{--}400.0) \times 10^{15}$ ион/см². В той же работе впервые обсужден механизм образования *P*Ge, заключающийся в объединении в приповерхностной области точечных кластерных вакансионных дефектов (кластерно-вакансионный механизм), создаваемых при столкновении ускоренных ионов с атомами облучаемой матрицы *c*-Ge.

Как показано в обзорных работах [1, 17], особенности образования слоев *P*Ge критически зависят от параметров и условий ионной имплантации, в первую очередь от E , D , плотности тока в ионном пучке J , температуры облучаемого материала и др. Цель настоящей работы заключалась в изучении зависимости морфологии поверхностных слоев *P*Ge, сформированных при низкоэнергетической имплантации, от массы ионов металлов и E облучения. Ранее в работе [18], впервые было показано, что имплантация полированных подложек *c*-Ge ионами $^{108}\text{Ag}^+$ с $E = 30$ кэВ при $D = 1.5 \times 10^{17}$ ион/см² приводит к образованию губчатых слоев *P*Ge, состоящих из нанонитей Ge, покрытых наночастицами Ag.

Тогда как в случае имплантации ионами $^{63}\text{Cu}^+$ с энергией 40 кэВ при $D = 1.0 \times 10^{17}$ ион/см² также впервые наблюдали образование трехмерной нейроноподобной сетчатой структуры *P*Ge, в узлах которой локализовались наночастицы Cu [19]. Позднее, при исследовании подложек *c*-Ge, облученных широким рядом относительно легких ионов переходных магнитных металлов Cr^+ , Mn^+ , Fe^+ , Co^+ , Ni^+ (в порядке возрастания массы согласно периодической таблице химических элементов Д.И. Менделеева) было обнаружено формирование слоев *P*Ge, отличающихся морфологией имплантированной поверхности [20]. Настоящая работа продолжает данные исследования и представляет новые оригинальные результаты по формированию поверхностных слоев *P*Ge различных морфологий при низкоэнергетической имплантации в зависимости от массы ионов металлов и используемой E облучения.

МЕТОДЫ

Для получения наноструктурированного слоя *P*Ge была использована подложка *c*-Ge толщиной 0.5 мм марки ГДГ-45 с кристаллографической ориентацией (111). Ионную имплантацию проводили на ионно-лучевом ускорителе ИЛУ-3. Данный ускоритель был разработан в 1964 г. В.М. Гусевым, руководителем лаборатории ионной бомбардировки Института атомной энергетики им. И.В. Курчатова, в рамках государственной программы по электромагнитному разделению изотопов, возглавляемой академиком АН СССР Л.А. Арцимовичем. Начиная с 1966 года был организован серийный выпуск установок типа ИЛУ. Работы по созданию и внедрению методов ионной имплантации по стране на тот момент курировал академик АН СССР А.П. Александров [21]. По предложению академика АН СССР И.К. Завойского, ИЛУ-3 был поставлен и введен в исследовательский процесс в Казанском физико-техническом институте им. Е.К. Завойского КФАН СССР (1972 г.). Данное краткое описание истории создания и использования ускорителя ИЛУ-3 посвящено 80-летию Курчатовского института.

В настоящей работе ионное облучение проводили в вакууме 10^{-5} мм рт. ст. при комнатной температуре облучаемой подложки. С целью использования стабильных условий работы ионного ускорителя для имплантации различными ионами были использованы следующие параметры облучения: $E = 10$ и 40 кэВ для $^{63}\text{Cu}^+$ при $D = 1.0 \times 10^{17}$ ион/см² и $E = 10$ и 30 кэВ для $^{108}\text{Ag}^+$ при $D = 5.0 \times 10^{16}$ ион/см², а также $^{209}\text{Bi}^+$ с $E = 15$ и 35 кэВ при $D = 5.0 \times 10^{16}$ ион/см². Во всех случаях плотность

тока в ионном пучке J составляла 5 мкА/см^2 . Морфология сформированных поверхностей наблюдали и регистрировали с помощью высококоразрешающего сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Merlin (Carl Zeiss) при заданном ускоряющем напряжении зондирующих электронов 5 кВ и плотности тока 300 пА . Данный микроскоп был оснащен детектором дифракции отраженных электронов (ДООЭ) HKL NordLys (Oxford Instruments). Достоверность полученных результатов по наблюдению морфологии облученной различными ионами поверхности $c\text{-Ge}$ обусловлена воспроизводимыми измерениями на серии образцов, сформированных в результате нескольких повторных экспериментов по ионной имплантации.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В силу особенностей ионной имплантации в процессе облучения распределение внедряемых ионов в обрабатываемом материале неоднородно по глубине образца [22]. Поэтому в настоящей работе было проведено оценочное моделирование профилей распределения соответствующих имплантированных ионов металлов в Ge при энергии ускорения от 10 до 40 кэВ с помощью компьютерного алгоритма SRIM-2013 (The Stopping and Range of Ions in Matter). Данная программа позволяет смоделировать статистическое распределение заданных значений на основе метода Монте-Карло. Распыление поверхности облучаемой подложки $c\text{-Ge}$ в данном случае не учитывали. В качестве примера на рис. 1 приведены расчетные кривые для случаев облучения ионами $^{63}\text{Cu}^+$ в Ge, полученные при различных

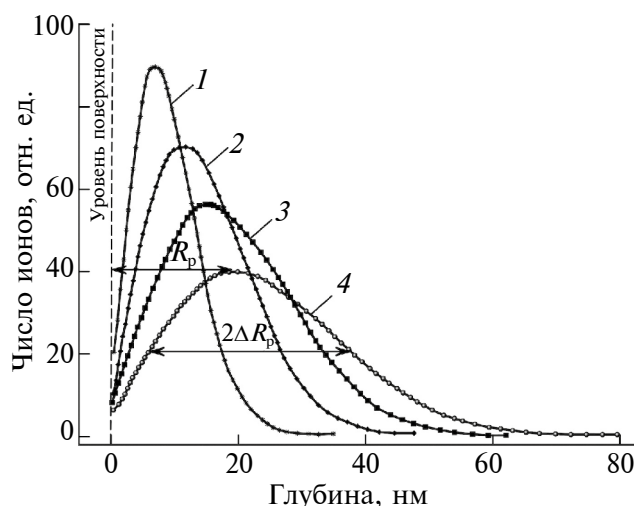


Рис. 1. Концентрационные профили распределения имплантированных ионов $^{63}\text{Cu}^+$ в Ge, облучаемый с $E = 10$ (1), 20 (2), 30 (3) и 40 (4) кэВ.

значениях E . Так, для максимального значения E , установлено, что во время имплантации в приповерхностной области Ge происходит накопление атомов металла с максимумом статистического распределения концентрации по гауссовой кривой на глубинах $R_p \sim 24.3 \text{ нм}$, а разброс пробега ионов от R_p составляет $\Delta R_p \sim 13.1 \text{ нм}$. Толщину имплантированного слоя, как предложено в работе [23], условно оценивали как $R_p + 2\Delta R_p$, т.е. она не превышает 50.5 нм .

На рис. 2 показаны результаты регистрации различных морфологических типов слоев PGe, сформированных имплантацией ионами $^{63}\text{Cu}^+$ с $E = 10$ и 40 кэВ . По приведенным СЭМ-изображениям обоих образцов при сравнении с гладкой

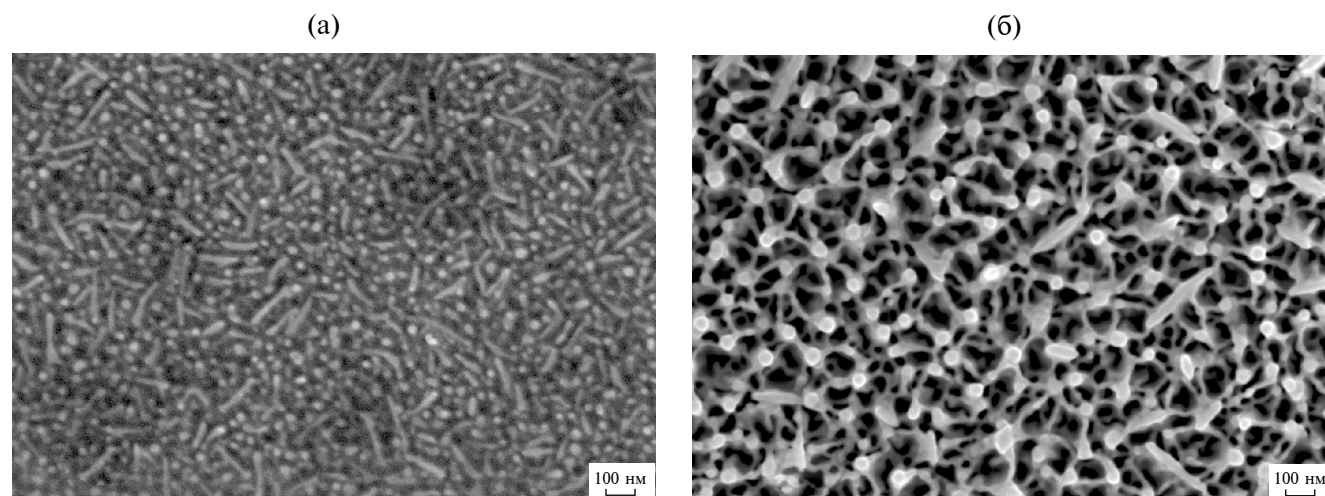


Рис. 2. СЭМ-изображения поверхности $c\text{-Ge}$, имплантированной ионами $^{63}\text{Cu}^+$ при $J = 5 \text{ мкА/см}^2$ и $D = 1.0 \times 10^{17} \text{ ион/см}^2$ с различными значениями E : (а) 10 и (б) 40 кэВ .

необлученной подложкой *c*-Ge (СЭМ-изображение, которой приведено в работе [1]), можно заключить об образовании на поверхности *c*-Ge слоев *P*Ge. Как видно из рис. 2а, поверхность *P*Ge, сформированная при меньшем значении *E*, представляет скопление коротких игольчатых образований, не превышающих длину 150 нм, плотно упакованных с различной ориентацией в тонком (20 нм, как показано на рис. 1) имплантированном слое. Следует отметить, что свободного пространства между порообразующими игольчатыми частицами практически не наблюдали. Данную морфологию *P*Ge можно назвать, как плотноупакованную игольчатого типа.

С другой стороны, при использовании во время облучения *c*-Ge ионов $^{63}\text{Cu}^+$ с $E = 40$ кэВ морфология поверхности имплантированного слоя существенно меняется. Как видно из рис. 2б, структура сформированного слоя *P*Ge представляет собой трехмерную “нейроноподобную” сетку, ранее обнаруженную и подробно описанной для схожих условий ионной имплантации [19].

При облучении *c*-Ge более тяжелым ионом $^{108}\text{Ag}^+$ морфология формируемой поверхности *P*Ge несколько меняется (рис. 3). При малой $E = 10$ кэВ и толщине имплантированного слоя порядка 14 нм образуются игольчатые частицы, хаотично ориентированные в плоскости поверхности образца (рис. 3а) подобно случаю с ионами $^{63}\text{Cu}^+$ (рис. 2а). Однако диаметр игольчатых образований при облучении ионами $^{108}\text{Ag}^+$ оказываются заметно меньше (рис. 3а). При повышении E структура *P*Ge в большей степени выглядит как губчатая, состоящая из переплетающихся нанонитей, как это было заявлено ранее [18].

Наиболее заметные изменения в морфологии *P*Ge, сформированном при различных E , наблюдали при облучении наиболее тяжелыми ионами $^{209}\text{Bi}^+$ (рис. 4). Уже при $E = 15$ кэВ структура поверхностного слоя *P*Ge оказывается губчатой, состоящей из плотноупакованных переплетающихся нанонитей (рис. 4а). С повышением до $E = 35$ кэВ морфология *P*Ge также остается губчатой, однако диаметр нанонитей существенно уменьшается, и нити оказываются разделены между собой достаточно большими пустотами (рис. 4б). В случае иона $^{209}\text{Bi}^+$, нанонити оказываются также более тонкими по сравнению с более плотно упакованными и толстыми нитями в слое *P*Ge, сформированном имплантацией ионами $^{108}\text{Ag}^+$ при $E = 40$ кэВ (рис. 3б).

Согласно данным ДОЭ, все сформированные имплантированные поверхностные слои *P*Ge являются аморфными *a*-Ge. В качестве примера на рис. 5 приведены ДОЭ-изображения поверхности неимплантированной подложки *c*-Ge и образца, облученного ионами $^{63}\text{Cu}^+$. Для исходного *c*-Ge на ДОЭ-изображении (рис. 5а) видны четкие контрастные линии Кикучи, соответствующим структуре монокристалла с ориентацией (100). Дифракционная картина от имплантированного образца состоит из диффузных колец, наблюдаемых по бокам изображения, что указывает на аморфизацию поверхности во время ее облучения (рис. 5б). Вклад в ДОЭ-изображение от имплантируемой примеси в структуре *P*Ge не выделен.

Структурные изменения поверхности Ge под действием ионного облучения изучали в течение последних пятидесяти лет [1]. Однако, несмотря на широкомасштабные исследования и фунда-

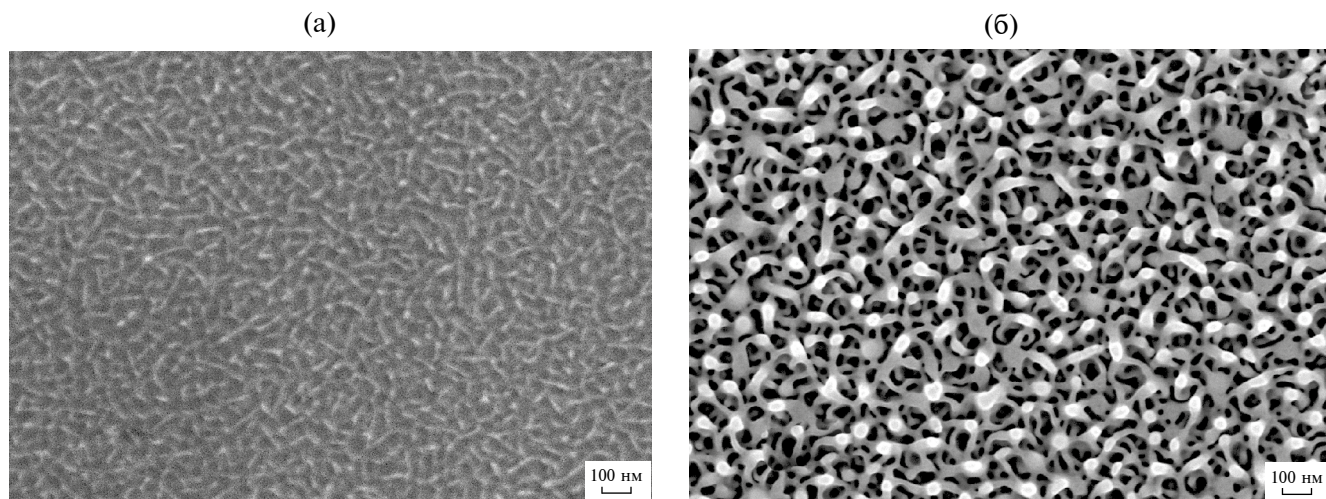


Рис. 3. СЭМ-изображения поверхности *c*-Ge, имплантированной ионами $^{108}\text{Ag}^+$ при $J = 5$ мкА/см² и $D = 5.0 \times 10^{16}$ ион/см² с различными значениями E : (а) 10 и (б) 30 кэВ.

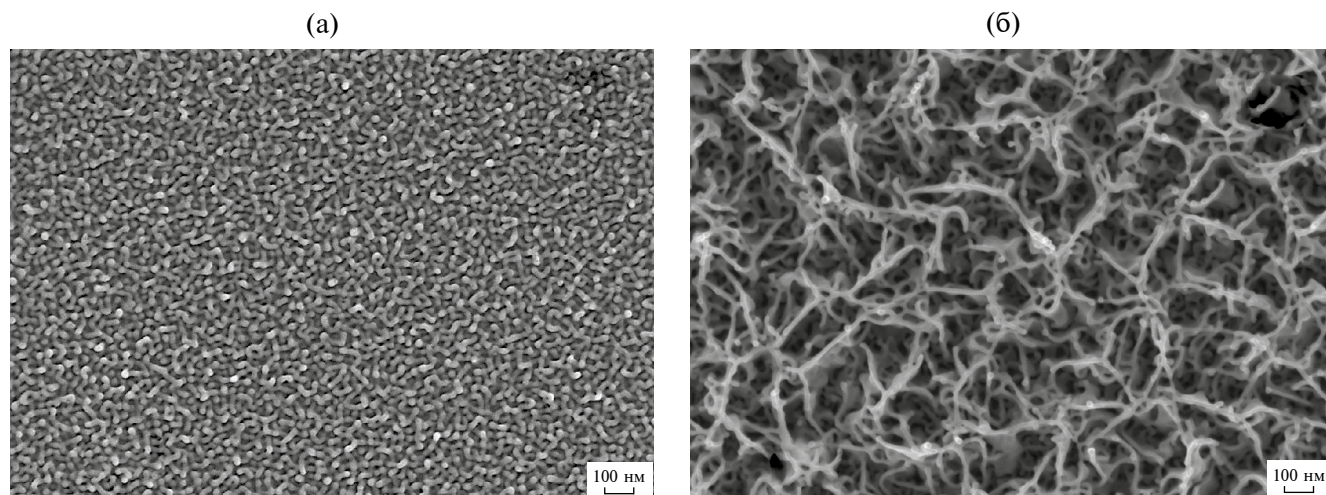


Рис. 4. СЭМ-изображения поверхности *c*-Ge, имплантированной ионами $^{209}\text{Bi}^+$ при $J = 5 \text{ мкА/см}^2$ и $D = 5.0 \times 10^{16} \text{ ион/см}^2$ с различными значениями E : (а) 15 и (б) 35 кэВ.

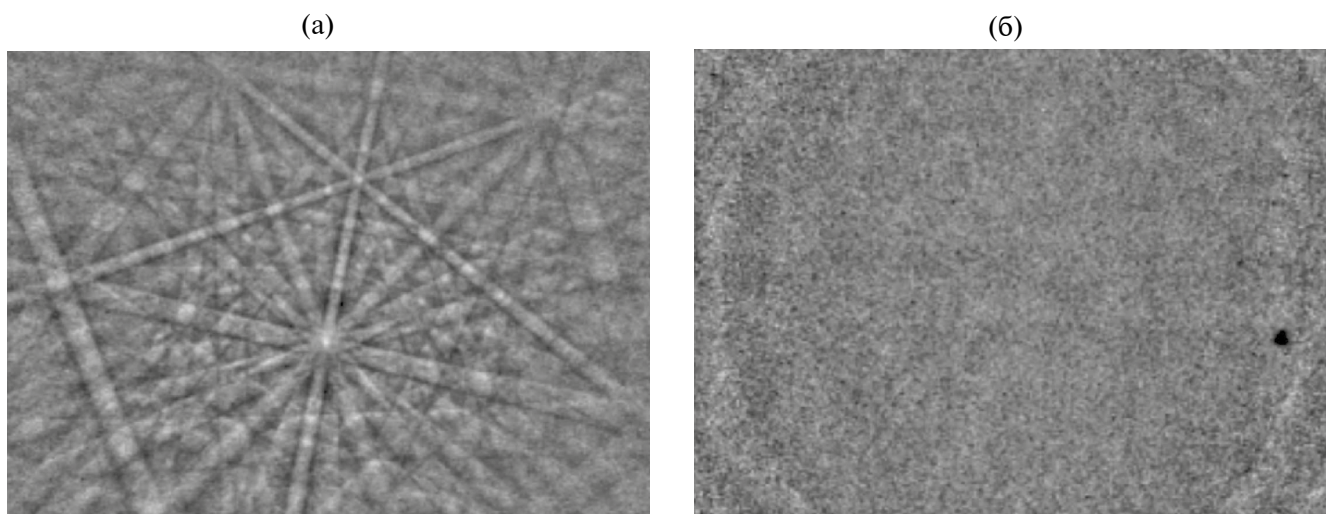


Рис. 5. ДОЭ-изображения поверхности не имплантированного *c*-Ge (а) и *c*-Ge, подвергнутого облучению ионами $^{63}\text{Cu}^+$ (б).

ментальное понимание ряда процессов, сопутствующих явлению наноструктурирования [17], в целом точные механизмы, ответственные за образование *PGe*, остаются до сих пор неустановленными.

К настоящему моменту в научной литературе рассматривают две приоритетные и принципиально отличающиеся модели, позволяющие объяснить образование *PGe* при ионной имплантации *c*-Ge [1]. Первый из механизмов условно называется “кластерно-вакансионный” [24], другой, изначально предложенный для случая облучения металлов, объясняется теорией микровзрывов [25]. Модель, основанная на кластеризации радиационно-генерируемых вакансий в облучаемой матрице, основана на предположении о малоэффективной рекомбинации точечных

дефектов, появление которых приводит к пересыщенному количеству вакансий, объединяющихся в макроскопические пустоты (кластеры), как, например, это обсуждено в работе [26] для случая имплантации ионами $^{73}\text{Ge}^+$ с $E = 300 \text{ кэВ}$ при $D = 4 \times 10^{16} \text{ ион/см}^2$. По мере увеличения дозы облучения концентрация избыточных вакансий увеличивается до некоторой величины, и они сливаются образуя макроскопические объемные и поверхностные пустоты. Было отмечено, что макроскопические пустоты могут существовать не только в кристаллическом, но и непосредственно в аморфном полупроводнике. На рис. 6 приведен фрагмент схематичного изображения, приведенного в работе [17], эволюции модификации поверхности Ge, подвергнутой ионной имплантации, и формирование слоя *PGe*.

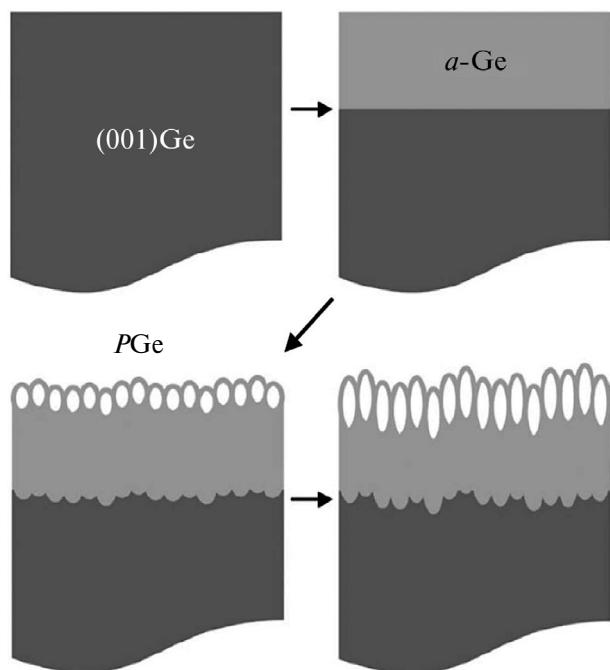


Рис. 6. Фрагмент схемы, приведенной в работе [17], эволюции поверхности при наноструктурировании поверхности *c*-Ge (темно-серый тон) при ионной имплантации с ростом дозы. На определенном этапе облучения происходит аморфизация *a*-Ge (светло-серый тон). Постепенное образование и рост пор обозначены светлыми областями.

Теория микровзрывов [27] предполагает, что поры (пустоты) в облученном Ge возникают в результате появления деформационных волн (волн давления), вызванных перекрытием ионных каскадов. Иными словами, поры являются результатом деформационных микровзрывов в объеме Ge. Модель кластеризации вакансий определяется в целом неэффективностью рекомбинации точечных дефектов и появления вакансий, тогда как способность материала испытывать микровзрывы во время ионной имплантации пучка зависит от массы и энергии ионов, прочности межатомной связи, температуры плавления, атомарной плотности, средней атомной массы и т.д. На рис. 7 приведен фрагмент результата моделирования микровзрывов, возникших при высокоинтенсивном облучении поверхности металлической пленки [27]. Такую модель можно применить и в случае ионной имплантации Ge.

Следует также отметить, что наноструктурирование поверхности при ионной имплантации также происходит и в результате эффективного ее распыления, подробно описанного в работе [28].

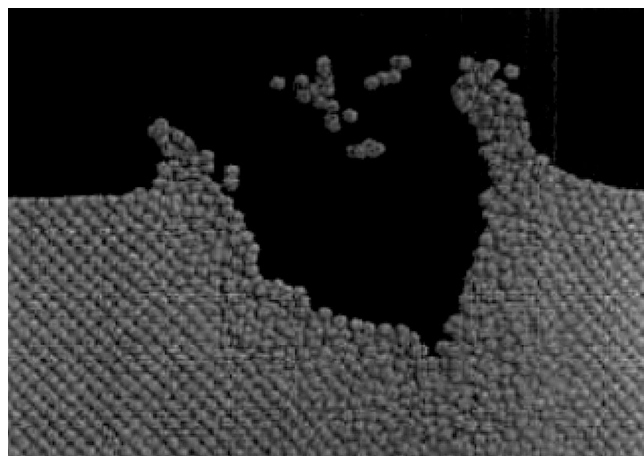


Рис. 7. Фрагмент примера изображения микровзрыва на поверхности пленки Au (атомы серого цвета в виде сфер), облученной ионами $^{197}\text{Au}^+$ при $E = 20$ кэВ.

В развитии теории распыления недавно, в работах [29, 30], был предложен описательный подход для образования нанопористых слоев, особенно для случая при наиболее низких $E < 5$ кэВ имплантации. В этих работах высказано предположение о значимом вкладе локального разогрева облучаемых материалов в области ионных треков вблизи поверхности, что способствует ее эффективному распылению и стимулированию порообразования.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полученные в работе новые результаты демонстрируют образование тонких аморфных слоев *PGe* различных морфологий при облучении ионами различных металлов $^{63}\text{Cu}^+$, $^{108}\text{Ag}^+$ и $^{209}\text{Bi}^+$ монокристаллических подложек *c*-Ge при различных значениях $E = 10\text{--}40$ кэВ. Впервые показано, что при малых E облучения, в зависимости от массы ионов, на поверхности *c*-Ge образуются игольчатые нанообразования ($^{63}\text{Cu}^+$ и $^{108}\text{Ag}^+$) или слой плотноупакованных нанонитей ($^{209}\text{Bi}^+$). При высоких E морфология тонких поверхностных слоев нанопористого Ge с ростом массы внедряемого иона меняет свою форму последовательно от трехмерной сетчатой ($^{63}\text{Cu}^+$) до губчатой ($^{108}\text{Ag}^+$ и $^{209}\text{Bi}^+$), образованную отдельными разряженными переплетающимися нанонитями.

Несмотря на продолжающееся развитие различных моделей порообразования, тем не менее пока не удается дать объяснение экспериментально наблюдаемому образованию *PGe* отличающихся морфологических форм для выбранных условий облучения и в зависимости от массы имплантируемого иона.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках госзадания для Федерального исследовательского центра “Казанский научный центр Российской академии наук”.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Степанов А.Л., Нуждин В.И., Rogov A.M., Воробьев В.В. Формирование слоев пористого кремния и германия с металлическими наночастицами. Казань: ФИЦПРЕСС, 2019. 198 с.
2. Rojas E.G., Hensen J., Carstensen J., Föll H., Brendel R. // RCS Transactions. 2011. V. 33. P. 95.
<https://www.doi.org/10.1149/1.3553351>
3. Nowak D., Turkiewicz M., Solnica N. // Coatings. 2019. V. 9. P. 120.
<https://www.doi.org/10.3390/coatings9020120>
4. Zhang Y.-Y., Shin S.-H., Kang H.-J., Jeon S., Hwang S.H., Zhou W., Jeong J.-H., Li X., Kim M. // Appl. Surf. Sci. 2021. V. 546. P. 149083.
<https://www.doi.org/10.1016/j.apsusc.2021.149083>
5. Степанов А.Л., Нуждин В.И., Валеев В.Ф., Коновалов Д.А., Rogov A.M. // Письма ЖТФ. 2023. Т. 49. № 8. С. 10.
<https://www.doi.org/10.21883/PJTF.2023.08.55129.19446>
6. Uchida G., Nagai K., Habu Y., Hayashi J., Ikebe Y., Hiramatsu M., Narishige R., Itagaki N., Shiratani M., Setsuhara Y. // Sci. Rep. 2022. V. 12. P. 1742.
<https://www.doi.org/10.1038/s41598-022-05579-z>
7. Гаврилова Т.П., Хантимеров С.М., Нуждин В.И., Валеев В.Ф., Rogov A.M., Степанов А.Л. // Письма ЖТФ. 2022. Т. 48. № 8. С. 33.
<https://www.doi.org/10.21883/PJTF.2022.08.52364.19096>
8. Evtugin V.G., Rogov A.M., Nuzhdin V.I., Valeev V.F., Kavetsky T.S., Khalilov R.I., Stepanov A.L. // Vacuum. 2019. V. 165. P. 320.
<https://www.doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.04.044>
9. Koleva M.E., Dutta M., Fukata N. // Mater. Sci. Engineer. B. 2014. V. 187. P. 102.
<https://www.doi.org/10.1016/j.mseb.2014.05.008>
10. Zegadi R., Lorrain N., Bodiou L., Guendouz M., Ziet L., Charrier J. // J. Opt. 2021. V. 23. P. 35102.
<https://www.doi.org/10.1088/2040-8986-abdf69>
11. Donovan T.M., Heinemann K. // Phys. Rev. Lett. 1971. V. 27. № 26. P. 1794.
12. Flamand G., Pooetmans J., Dessein K. // Phys. Stat. Sol. C. 2005. V. 2. № 9. P. 3243.
<https://www.doi.org/10.1002/pssc.200461130>
13. Shieh J., Chen H.L., Ko T.S., Cheng H.C., Chu T.C. // Adv. Mater. 2004. V. 16. № 13. P. 1121.
<https://www.doi.org/10.1002/adma.200306541>
14. Kartopu G., Bayliss S.C., Hummel R.E., Ekinici Y. // J. Appl. Phys. 2004. V. 95. № 7. P. 3466.
<https://www.doi.org/10.1063/1.1650919>
15. Foti G., Vitali G., Davies J.A. // Rad. Effects. 1977. V. 32. P. 187.
16. Wilson I.H. // J. Appl. Phys. 1982. V. 53. № 3. P. 1698.
17. Rudawski N.G., Jones K.S. // J. Mater. Res. 2013. V. 28. № 13. P. 1633.
<https://www.doi.org/10.1151/jmr.2013.24>
18. Stepanov A.L., Nuzhdin V.I., Valeev V.F., Rogov A.M., Vorobev V.V. // Vacuum. 2018. V. 152. P. 200.
<https://www.doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.03.030>
19. Rogov A.M., Нуждин В.И., Валеев В.Ф., Романов И.А., Климович И.М., Степанов А.Л. // Российские нанотехнологии. 2018. Т. 13. № 9–10. С. 35.
20. Rogov A.M., Nuzhdin V.I., Valeev V.F., Stepanov A.L. // Composites Commun. 2020. V. 19. P. 6.
<https://www.doi.org/10.1016/j.coco.2020.01.002>
21. А.П. Александров Документы и воспоминания. К 100-летию со дня рождения. / Ред. Хлопкин Н.С. М.: ИзДАТ, 2003. 456 с.
22. Ziegler J.F., Ziegler M.D., Biersack J.P. // Nucl. Instr. Meeth. Phys. Res. B. 2010. V. 268. P. 1818.
<https://www.doi.org/10.1016/j.nimb.2010.02.091>
23. Nastasi M., Mayer J.W., Hirvonen J.K. Ion-solid interactions. Cambridge: Cambridge Univ. Press, 1996. 540 p.
24. Darby B.L., Yates B.R., Rudawski N.G., Jones K.S., Elliman R.G. // Thin Solid Films. 2011. V. 519. P. 5962.
<https://www.doi.org/10.1016/j.tsf.2011.03.040>
25. Cawthorne C., Fulton E.J. // Nature. 1967. V. 216. № 11. P. 576.
26. Romano L., Impellizzeri G., Tomasello M.V., Giannazzo F., Spinella C., Grimaldi M.G. // J. Appl. Phys. 2010. V. 107. P. 84314.
27. Ghaly M., Nordlund K., Averback R.S. // Philosoph. Magazin. 1999. V. 79. № 4. P. 795.
28. Герасименко Н.Н., Пархоменко Ю.Н. Кремний — материал наноэлектроники. М.: Техносфера, 2007. 352 с.
29. Kudriavtsev Y., Hernandez-Zanabria A., Salinas C., Asomoza R. // Vacuum. 2020. V. 177. P. 109393.
<https://www.doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109393>
30. Kudriavtsev Y., Asomoza R., Hernandez A., Kazantsev D.Y., Ber B.Y., Gorokhov A.N. // J. Vac. Sci. Technol. A. 2020. V. 38. № 5. P. 53203.
<https://www.doi.org/10.1116/6.0000262>

Ion Implantation: Nanoporous Germanium

A. L. Stepanov^{1, *}, V. I. Nuzhdin¹, V. F. Valeev¹, A. M. Rogov¹, D. A. Kononov¹

¹*Zavoisky Physical-Technical Institute, FRC Kazan Scientific Center of the RAS, Kazan, 420029 Russia*

**e-mail: aanstep@gmail.com*

The formation of thin surface amorphous layers of nanoporous Ge with various morphology during low-energy high-dose implantation by metal ions of different masses $^{63}\text{Cu}^+$, $^{108}\text{Ag}^+$ and $^{209}\text{Bi}^+$ of monocrystalline *c*-Ge substrates were experimentally demonstrated by high-resolution scanning electron microscopy. Analysis of the crystallographic structure of all nanoporous germanium layers obtained was carried out by reflected backscattering electron diffraction. It was shown that at low irradiation energies, in the case of $^{63}\text{Cu}^+$ and $^{108}\text{Ag}^+$, needle-shaped nanoformations were created on the *c*-Ge surface, constituting a nanoporous Ge layer, while when using $^{209}\text{Bi}^+$, the implanted layer consists of densely packed nanowires. At high energies, the morphology of thin surface layers of nanoporous germanium changes with an increase in the mass of the implanted ions from three-dimensional network to spongy with separate discharged interlacing nanowires. General possible mechanisms of pore formation in Ge during low-energy high-dose ion implantation, such as cluster-vacancy, local thermal microexplosion, and point heating accompanied by melting, are discussed.

Keywords: ion implantation, nanoporous germanium, ion dose and energy, current density, surface morphology, scanning electron microscopy, ion sputtering, ion accelerator, implanted surface, ion penetration depth.